

# EUROPEAN PATENT OFFICE

## Patent Abstracts of Japan

PUBLICATION NUMBER : 10306347  
PUBLICATION DATE : 17-11-98

APPLICATION DATE : 06-05-97  
APPLICATION NUMBER : 09115949

APPLICANT : NIPPON STEEL CORP;

INVENTOR : KOYAMA KUNIO;

INT.CL. : C22C 38/00 B21C 37/08 C22C 38/12 C22C 38/58

TITLE : ULTRAHIGH STRENGTH STEEL PIPE EXCELLENT IN LOW TEMPERATURE TOUGHNESS

ABSTRACT : PROBLEM TO BE SOLVED: To obtain an ultrahigh strength steel pipe excellent in low temp. toughness by using a low C-high Mn series steel as a base metal, allowing it to have a low C-low O series weld metal zone and regulating the hardness of the softest part in HAZ to a specified ratio of the average hardness of the weld metal zone.

SOLUTION: The superhigh strength steel pipe excellent in low temp. toughness is the one in which a low C-high Mn steel having a compsn. contg., by weight, 0.05 to 0.10% C, 1.8 to 2.5% Mn, and the balance specified amounts of Si, P, S, Ni, Mo, Nb, Ti, Al, N and O and furthermore contg., at need, specified small amounts of one or  $\geq$  two kinds among Cu, V, Cr, B and Ca is used as a base metal and having a weld metal zone contg. 0.03 to 0.08% C, 0.015 to 0.030% O and specified amounts of Si, Mn, P, S, Ni, Cr, Mo, Nb, Ti, Al and N, moreover contg., at need, small amounts of Cu, V, B and Ca, and in which P value prescribed by  $P=C+0.11Si+0.03Mn+0.02Ni+0.04Cr+0.07Mo+1.46Nb$  is regulated to the range of 0.25 to 0.35.

COPYRIGHT: (C)1998,JPO

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平10-306347

(43) 公開日 平成10年(1998)11月17日

(51) Int.Cl.<sup>6</sup>

識別記号

F I

C 2 2 C 38/00

3 0 1

C 2 2 C 38/00

3 0 1 Z

B 2 1 C 37/08

B 2 1 C 37/08

3 0 1 B

A

C 2 2 C 38/12

C 2 2 C 38/12

38/58

38/58

審査請求 未請求 請求項の数4 O L (全 9 頁)

(21) 出願番号

特願平9-115949

(22) 出願日

平成9年(1997)5月6日

(71) 出願人 000006655

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町2丁目6番3号

(72) 発明者 寺田 好男

千葉県君津市君津1番地 新日本製鐵株式会社君津製鐵所内

(72) 発明者 為広 博

千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技術開発本部内

(72) 発明者 朝日 均

千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技術開発本部内

(74) 代理人 弁理士 田村 弘明 (外1名)

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 低温靱性に優れた超高強度鋼管

(57) 【要約】

【課題】 HAZの低温靱性に優れた超高強度 (API X100超) 鋼管を提供する。

【解決手段】 低C-高Mn-Nb-Mo-Ti系の母材に低C-Mn-Ni-Cr-Mo-低O系の溶接金属からなり、HAZ最軟化部の硬さが溶接金属部の平均硬さの0.85以上である鋼管。

【効果】 低温靱性に優れた超高強度鋼管により、パイプラインの安全性が著しく向上すると共に、パイプラインの施工能率、輸送効率の飛躍的な向上が可能となった。

## 【特許請求の範囲】

C : 0.05~0.10%、  
Mn : 1.8~2.5%、  
S : 0.003%以下、  
Mo : 0.25~0.60%、  
Ti : 0.005~0.030%、  
N : 0.001~0.006%、

を含有し、残部が鉄および不可避的不純物からなる母材

C : 0.03~0.08%、  
Mn : 1.5~2.2%、  
S : 0.005%以下、  
Cr : 0.50~1.5%、  
Nb : 0.01~0.10%、  
Al : 0.05%以下、  
O : 0.015~0.030%

を含有し、残部が鉄および不可避的不純物からなり、かつ下記の式で定義されるP値が0.25~0.35の範囲にある溶接金属部を有し、かつ溶接熱影響部の最軟化部の硬さ(HvHAZ)が溶接金属部の平均硬さ(HvWM)の0.85以上を有することを特徴とする低温靱

C : 0.05~0.10%、  
Mn : 1.8~2.5%、  
S : 0.003%以下、  
Mo : 0.25~0.60%、  
Ti : 0.005~0.030%、  
N : 0.001~0.006%、

に、さらに

Cu : 0.1~1.0%、  
V : 0.01~0.10%、  
Ca : 0.001~0.005%

のうち一種または二種以上を含有し、残部が鉄および不

C : 0.03~0.08%、  
Mn : 1.5~2.2%、  
S : 0.005%以下、  
Cr : 0.50~1.5%、  
Nb : 0.01~0.10%、  
Al : 0.05%以下、  
O : 0.015~0.030%

を含有し、残部が鉄および不可避的不純物からなり、かつ下記の式で定義されるP値が0.25~0.35の範囲にある溶接金属部を有し、かつ溶接熱影響部の最軟化部の硬さ(HvHAZ)が溶接金属部の平均硬さ(HvWM)の0.85以上を有することを特徴とする低温靱

C : 0.05~0.10%、  
Mn : 1.8~2.5%、  
S : 0.003%以下、  
Mo : 0.25~0.60%、  
Ti : 0.005~0.030%、  
N : 0.001~0.006%、

を含有し、残部が鉄および不可避的不純物からなる母材

【請求項1】 重量%で、  
Si : 0.6%以下、  
P : 0.015%以下、  
Ni : 0.1~1.0%、  
Nb : 0.01~0.10%、  
Al : 0.06%以下、  
O : 0.003%以下  
と、

Si : 0.6%以下、  
P : 0.015%以下、  
Ni : 1.0~2.5%、  
Mo : 0.50~1.5%、  
Ti : 0.005~0.030%、  
N : 0.001~0.010%、

性に優れた超高強度鋼管。

$$P = C + 0.11Si + 0.03Mn + 0.02Ni + 0.04Cr + 0.07Mo + 1.46Nb$$

【請求項2】 重量%で、

Si : 0.6%以下、  
P : 0.015%以下、  
Ni : 0.1~1.0%、  
Nb : 0.01~0.10%、  
Al : 0.06%以下、  
O : 0.003%以下

Cr : 0.1~1.0%、  
B : 0.0003~0.002%、

可避的不純物からなる母材と、

Si : 0.6%以下、  
P : 0.015%以下、  
Ni : 1.0~2.5%、  
Mo : 0.50~1.5%、  
Ti : 0.005~0.030%、  
N : 0.001~0.010%、

性に優れた超高強度鋼管。

$$P = C + 0.11Si + 0.03Mn + 0.02Ni + 0.04Cr + 0.07Mo + 1.46Nb$$

【請求項3】 重量%で、

Si : 0.6%以下、  
P : 0.015%以下、  
Ni : 0.1~1.0%、  
Nb : 0.01~0.10%、  
Al : 0.06%以下、  
O : 0.003%以下

と、

C : 0.03~0.08%、  
 Mn : 1.5~2.2%、  
 S : 0.005%以下、  
 Cr : 0.50~1.5%、  
 Nb : 0.01~0.10%、  
 Al : 0.05%以下、  
 O : 0.015~0.030%、  
 Si : 0.6%以下、  
 P : 0.015%以下、  
 Ni : 1.0~2.5%、  
 Mo : 0.50~1.5%、  
 Ti : 0.005~0.030%、  
 N : 0.001~0.010%、

に、さらに

Cu : 0.1~1.0%、  
 B : 0.0003~0.003%、  
 V : 0.01~0.10%、  
 Ca : 0.001~0.005%

のうち一種または二種以上を含有し、残部が鉄および不  
 可避的不純物からなり、かつ下記の式で定義されるP値  
 が0.25~0.35の範囲にある溶接金属部を有し、  
 かつ溶接熱影響部の最軟化部の硬さ(HvHAZ)が溶  
 接金属部の平均硬さ(HvWM)の0.85以上を有す

ることを特徴とする低温靱性に優れた超高強度鋼管。  
 $P = C + 0.11Si + 0.03Mn + 0.02Ni + 0.04Cr + 0.07Mo + 1.46Nb$

【請求項4】 重量%で、

C : 0.05~0.10%、  
 Mn : 1.8~2.5%、  
 S : 0.003%以下、  
 Mo : 0.25~0.60%、  
 Ti : 0.005~0.030%、  
 N : 0.001~0.006%、  
 Si : 0.6%以下、  
 P : 0.015%以下、  
 Ni : 0.1~1.0%、  
 Nb : 0.01~0.10%、  
 Al : 0.06%以下、  
 O : 0.003%以下

に、さらに

Cu : 0.1~1.0%、  
 V : 0.01~0.10%、  
 Ca : 0.001~0.005%、  
 Cr : 0.1~1.0%、  
 B : 0.0003~0.002%、

のうち一種または二種以上を含有し、残部が鉄および不

可避的不純物からなる母材と、

C : 0.03~0.08%、  
 Mn : 1.5~2.2%、  
 S : 0.005%以下、  
 Cr : 0.50~1.5%、  
 Nb : 0.01~0.10%、  
 Al : 0.05%以下、  
 O : 0.015~0.030%、  
 Si : 0.6%以下、  
 P : 0.015%以下、  
 Ni : 1.0~2.5%、  
 Mo : 0.50~1.5%、  
 Ti : 0.005~0.030%、  
 N : 0.001~0.010%、

に、さらに

Cu : 0.1~1.0%、  
 B : 0.0003~0.003%、  
 V : 0.01~0.10%、  
 Ca : 0.001~0.005%

のうち一種または二種以上を含有し、残部が鉄および不  
 可避的不純物からなり、かつ下記の式で定義されるP値  
 が0.25~0.35の範囲にある溶接金属部を有し、  
 かつ溶接熱影響部の最軟化部の硬さ(HvHAZ)が溶  
 接金属部の平均硬さ(HvWM)の0.85以上を有す

ることを特徴とする低温靱性に優れた超高強度鋼管。  
 $P = C + 0.11Si + 0.03Mn + 0.02Ni + 0.04Cr + 0.07Mo + 1.46Nb$

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は米国石油協会(API)  
 規格でX120以上(引張強さで約950N/mm<sup>2</sup>  
 以上)の超高強度と低温靱性に優れた鋼管に関するもの  
 である。

【0002】

【従来の技術】原油・天然ガスを長距離輸送するパイプ  
 ラインに使用するラインパイプは、1)高圧化による輸送  
 効率の向上や、2)薄肉化による現地での溶接能率向上の  
 ためますます高張力化する傾向にある。これまでにAP  
 I規格でX80までのラインパイプの実用化が進行中で  
 あるが、さらに高強度のラインパイプに対するニーズが  
 最近でてきた。現在、X100以上の超高強度ラインパ  
 イプはX80級ラインパイプの製造法(NKK技報 N  
 o.138(1992),pp24-31およびThe 7th Offshore Mechanic  
 s and Arctic Engineering(1988),Volume V,pp179-18  
 5)を基本に検討されているが、これではせいぜい、X  
 100(降伏強さ989N/mm<sup>2</sup>以上、引張強さ760  
 N/mm<sup>2</sup>以上)ラインパイプの製造が限界と考えられ

る。

【0003】パイプラインの超高強度化は強度・低温靱性バランスをはじめとして、溶接熱影響部(HAZ)靱性、現地溶接性、継手軟化など多くの問題を抱えている。特にHAZ靱性の向上は重要な課題であり、HAZ靱性に優れた超高強度ラインパイプ(X100超)の早期開発が要望されている。

C : 0.05~0.10%、  
Mn : 1.8~2.5%、  
S : 0.003%以下、  
Mo : 0.25~0.60%、  
Ti : 0.005~0.030%、  
N : 0.001~0.006%、

を含有し、必要に応じてさらに、

Cu : 0.1~1.0%、  
V : 0.01~0.10%、  
Ca : 0.001~0.005%

のうち一種または二種以上を含有し、残部が鉄および不

C : 0.03~0.08%、  
Mn : 1.5~2.2%、  
S : 0.005%以下、  
Cr : 0.50~1.5%、  
Nb : 0.01~0.10%、  
Al : 0.05%以下、  
O : 0.015~0.030%

を含有し、必要に応じてさらに、

Cu : 0.1~1.0%、  
B : 0.0003~0.003%、

のうち一種または二種以上を含有し、残部が鉄および不可避的不純物からなり、かつ

$P = C + 0.11S + 0.03Mn + 0.02Ni + 0.04Cr + 0.07Mo + 1.46Nb$

の式で定義されるP値が0.25~0.35の範囲にある溶接金属部を有し、かつ溶接熱影響部の最軟化部の硬さ(HvHAZ)が溶接金属部の平均硬さ(HvWM)の0.85以上を有することを特徴とする低温靱性に優れた超高強度鋼管である。

【0006】

【発明の実施の形態】以下に本発明の低温靱性に優れた超高強度鋼管について説明する。本発明の特徴は、1)低C-高Mn-Ni-Mo-Nb-Ti系鋼を母材とし、2)低C-Mn-Ni-Cr-Mo-低O系の溶接金属部を有し、3)HAZの最軟化部の硬さを溶接溶接金属部の平均硬さの0.85以上を有する鋼管である。

【0007】従来より、低C-高Mn-Nb-Mo-微量Ti鋼は微細なベイナイト主体の組織を有するラインパイプ用鋼としてよく知られているが、その引張強さの上限はせいぜい750MPaが限界であった。さらに高強度化するためには、1)C量や合金元素量を増加させること、2)900℃以上の高温から焼入れ-焼戻し処理す

【0004】

【発明が解決しようとする課題】本発明は低温靱性に優れた引張強さ950N/mm<sup>2</sup>以上(API規格X120以上)の超高強度鋼管を提供するものである。

【0005】

【課題を解決するための手段】本発明の要旨は、重量%で、

Si : 0.6%以下、  
P : 0.015%以下、  
Ni : 0.1~1.0%、  
Nb : 0.01~0.10%、  
Al : 0.06%以下、  
O : 0.003%以下

Cr : 0.1~1.0%、  
B : 0.0003~0.002%、

可避的不純物からなる母材と、

Si : 0.6%以下、  
P : 0.015%以下、  
Ni : 1.0~2.5%、  
Mo : 0.50~1.5%、  
Ti : 0.005~0.030%、  
N : 0.001~0.010%、

V : 0.01~0.10%、  
Ca : 0.001~0.005%

ること、が必要であるが、母材やHAZの低温靱性は不十分となる。

【0008】本発明者らは低C-高Mn-Nb-Mo鋼において、化学成分を適正に制御することにより、鋼管母材において超高強度と優れた低温靱性が達成できることを見いだした。一方、鋼管母材の強度上昇に伴ない、必然的に溶接金属の強度も上昇させる必要がある。通常、鋼管母材は圧延時の加工熱処理(制御圧延-加速冷却)の適用により容易に組織を制御でき、所定の強度および低温靱性を満足させることができる。しかしながら、HAZおよび溶接金属部の強度、低温靱性は母材および溶接金属中の化学成分と溶接後の冷却速度で決定されるため、溶接条件が一定の場合(例えば板厚が一定の場合)、HAZ靱性および溶接金属部の強度、低温靱性は合金元素の添加量でほぼ決まる。すなわち、HAZおよび溶接金属部の強度、低温靱性を満足させるために化学成分を適正な範囲に制御する必要がある。しかしながら、化学成分の適正化だけでは良好なHAZ靱性が得られないことが判明した。すなわち、溶接部における母材、HAZおよび溶接金属の強度(硬さ)を制御しない場合にはHAZに大きなひずみが集中し、HAZ靱性が劣化することがわかった。

【0009】そこで、本発明者らは超高強度鋼管においてHAZ韌性を改善する方法を鋭意検討した。その結果、溶接金属中の合金元素の添加量を適正な範囲に制御して、溶接金属の強度を適正な範囲に制御すると共に、HAZの最軟化部の硬さを溶接金属部の平均硬さとの相対比較で適正に制御することにより、HAZに大きなひずみが集中することなく、良好なHAZ韌性を得ることができることを見だし、本発明に至った。

【0010】溶接金属部の強度を適正な範囲に制御するためには、 $P = C + 0.11Si + 0.03Mn + 0.02Ni + 0.04Cr + 0.07Mo + 1.46Nb$  で表わされるP値を $2.5 \leq P \leq 3.5$ に制御する必要がある。これは低温韌性を損なうことなく、目的とする溶接金属部の強度・低温韌性バランスを達成するためである。P値の下限を2.5としたのは $950N/mm^2$ 以上の強度と優れた低温韌性を得るためである。またP値の上限を3.5としたのは低温韌性を維持するためである。

【0011】次にHAZ最軟化部の硬さを溶接金属部の平均硬さの0.85以上とする必要がある。これはHAZに大きなひずみが集中し、低温韌性が劣化するのを防止するためである。溶接部平均硬さの0.85以上とすることにより、HAZに大きなひずみの集中が防止でき、HAZ韌性が向上する。また0.85未満になるとHAZに大きなひずみが集中し、HAZ韌性が劣化する。

【0012】以下に、本発明の溶接金属の成分元素の限定理由について説明する。Cの下限0.03%は溶接金属の強度を確保するための最小量である。しかしC量が多過ぎると低温韌性、現地溶接性の著しい劣化を招くので、上限を0.08%とした。

【0013】Siは脱酸や強度向上のため添加する元素であるが、多く添加すると低温韌性や現地溶接性を劣化させるので、上限を0.6%とした。

【0014】Mnは強度、低温韌性を確保する上で不可欠な元素であり、その下限は1.5%である。しかしMnが多過ぎると鋼の焼入れ性が増加して低温韌性や現地溶接性を劣化させるので上限を2.2%とした。

【0015】Niを添加する目的は、強度を低温韌性や現地溶接性を劣化させることなく向上させるためである。しかし、添加量が多過ぎると、経済性だけでなく、低温韌性などを劣化させるので、その上限を2.5%、下限は1.0%とした。

【0016】Crは強度を増加させるが、多過ぎると低温韌性や現地溶接性を著しく劣化させる。このためCr量の上限を1.5%、下限を0.50%とした。

【0017】Moを添加する理由は、鋼の焼入れ性を向上させるためである。この効果を得るためには、Moは最低0.50%必要である。しかし過剰なMo添加は低温韌性、現地溶接性を劣化させるので、その上限を1.

5%とした。

【0018】Nbは鋼を強硬化する作用を有し、最低0.01%は必要である。しかしNbを0.10%を超えて添加すると、現地溶接性や低温韌性に悪影響をもたらすので、その上限を0.10%とした。

【0019】Ti添加は微細なTiNを形成し、低温韌性を改善する。このようなTiNの効果を発現させるためには、最低0.005%のTi添加が必要である。しかし、Ti量が多過ぎると、TiNの粗大化やTiCによる析出硬化が生じ、低温韌性が劣化するので、その上限は0.030%に限定しなければならない。

【0020】Alは通常脱酸元素として効果を有する。しかし、Al量が0.05%を超えると、Al系非金属介在物が増加して鋼の清浄度を害するので、上限を0.05%とした。

【0021】NはTiNを形成して低温韌性を向上させる。このために必要な最小量は0.001%である。しかし、多過ぎると、低温韌性を劣化させるので、その上限は0.010%に抑える必要がある。

【0022】O量の低減は、溶接金属中の酸化物を少なくして、低温韌性の改善に効果がある。しかしながら、O量が少なくなると低温割れが発生すると共に、現地溶接時の硬さが高くなるため、その下限を0.015%とした。しかし、O量が多過ぎると低温韌性が劣化するので、上限を0.030%とした。

【0023】さらに本発明では、不純物元素であるP、S量をそれぞれ0.015%以下、0.005%以下とする。この主たる理由は、低温韌性をより一層向上させるためである。P量の低減は、粒界破壊を防止し、低温韌性を向上させる。またS量の低減は、MnSを低減して延靱性を向上させる効果がある。

【0024】次にCu、V、B、Caを添加する理由について説明する。基本となる成分にさらにこれらの元素を添加する主たる目的は、本発明鋼の優れた特徴を損なうことなく、溶接金属の強度・韌性などの特性の向上を図るためである。したがって、その添加量は自ら制限されるべき性質のものである。

【0025】CuはNiとほぼ同様な効果を持つと共に、耐食性、耐水素誘起割れ特性の向上にも効果がある。しかし過剰に添加すると低温韌性が低下するので、その上限を1.0%とした。Cuの下限0.1%は添加による材質上の効果が顕著になる最小量である。

【0026】VはほぼNbと同様の効果を有するが、その効果はNbに比較して弱い。Vは歪誘起析出し、強度を上昇させる。下限は0.01%、その上限は現地溶接性、低温韌性の点から0.10%まで許容できる。

【0027】Bは極微量で鋼の焼入れ性を飛躍的に高める元素である。さらにBはMoの焼入れ性向上効果を高めると共に、Nbと共存して相乗的に焼入れ性を増す。このような効果を得るためには、Bは最低でも0.00

0.3%必要である。一方、過剰に添加すると、低温靱性を劣化させるだけでなく、かえってBの焼入れ性向上効果を消失せしめることもあるので、その上限を0.002%とした。

【0028】Caは硫化物(MnS)の形態を制御し、低温靱性を向上(シャルピー試験における吸収エネルギーの増加など)させる。しかし、Ca量が0.001%未満では実用上効果がなく、また0.005%を超えて添加すると、CaO-CaSが大量に生成してクラスター、大型介在物となり、鋼の清浄度を害するだけでなく、現地溶接性にも悪影響を及ぼす。このためCa添加量を0.001~0.005%に制限した。

【0029】上記の溶接金属を得るための溶接材料は、フラックスとしては高塩基度溶融型フラックスを選択し、また溶接棒にはNi-Cr-Mo系ワイヤの使用が好ましい。

【0030】次に、母材の成分元素の限定理由について説明する。Cの下限0.05%は母材の強度、低温靱性の確保ならびにNb, V添加による析出硬化、結晶粒の微細化効果を発揮させるための最小量である。しかし、C量が多過ぎると、低温靱性や現地溶接性の著しい劣化を招くので、上限を0.10%とした。

【0031】Siは脱酸や強度向上のため添加する元素であるが、多く添加すると現地溶接性、HAZ靱性を劣化させるので、上限を0.6%とした。鋼の脱酸はTiあるいはAlのみでも十分であり、Siは必ずしも添加する必要はない。

【0032】Mnは強度、低温靱性を確保する上で不可欠な元素であり、その下限は1.8%である。しかし、Mnが多過ぎると、鋼の焼入れ性が增加して現地溶接性、HAZ靱性を劣化させるだけでなく、連続鋳造鋼片の中心偏析を助長し、低温靱性も劣化させるので上限を2.5%とした。

【0033】Niを添加する目的は、低炭素の本発明鋼の強度を低温靱性や現地溶接性を劣化させることなく向上させるためである。Ni添加は、MnやCr, Mo添加に比較して圧延組織(特にスラブの中心偏析帯)中に低温靱性、耐サワー性に有害な硬化組織を形成することが少なく、強度を増加させることが判明した。しかし、添加量が多過ぎると、経済性だけでなく、現地溶接性やHAZ靱性などを劣化させるので、その上限を1.0%、下限は0.1%とした。Niは連続鋳造時、熱間圧延時におけるCuクラックの防止にも有効である。この場合、NiはCu量の1/3以上添加する必要がある。

【0034】Moを添加する理由は、鋼の焼入れ性を向上させるためである。また、MoはNbと共存して制御圧延時にオーステナイトの再結晶を強力に抑制し、オーステナイト組織の微細化にも効果がある。このような効果を得るためには、Moは最低0.25%必要である。しかし、過剰なMo添加はHAZ靱性、現地溶接性を劣

化させるので、その上限を0.60%とした。

【0035】Nbは制御圧延において結晶粒の微細化や析出硬化に寄与し、鋼を強靱化する作用を有する。そのために0.01%以上の添加が必要である。しかし、Nbを0.10%以上添加すると、現地溶接性やHAZ靱性に悪影響をもたらすので、その上限を0.10%とした。

【0036】また、Ti添加は微細なTiNを形成し、スラブ再加熱時および溶接HAZのオーステナイト粒の粗大化を抑制してマイクロ組織を微細化し、母材およびHAZの低温靱性を改善する。このようなTiNの効果を発現させるためには、最低0.005%のTi添加が必要である。しかし、Ti量が多過ぎると、TiNの粗大化やTiCによる析出硬化が生じ、低温靱性が劣化するので、その上限は0.030%に限定しなければならない。

【0037】Alは通常脱酸剤として鋼に含まれる元素で組織の微細化にも効果を有する。しかし、Al量が0.06%を超えると、Al系非金属介在物が増加して鋼の清浄度を害するので、上限を0.06%とした。脱酸はTiあるいはSiでも可能であり、Alは必ずしも添加する必要はない。

【0038】NはTiNを形成してスラブ再加熱時および溶接HAZのオーステナイト粒の粗大化を抑制して母材、HAZの低温靱性を向上させる。このために必要な最小量は0.001%である。しかし、多過ぎると、スラブ表面疵や固溶NによるHAZ靱性の劣化の原因となるので、その上限は0.006%に抑える必要がある。

【0039】さらに本発明では、不純物元素であるP, S, O量をそれぞれ、0.015%以下、0.003%以下、0.003%以下とする。この主たる理由は、母材、HAZ靱性の低温靱性をより一層向上させるためである。P量の低減は連続鋳造スラブの中心偏析を低減し粒界破壊を防止し低温靱性を向上させる。またS量の低減は、延伸化したMnSを低減して耐サワー性や延靱性を向上させる効果がある。O量の低減は鋼中の酸化物を少なくして、耐サワー性や低温靱性の改善に効果がある。したがって、P, S, O量は低いほど好ましい。

【0040】次にCu, Cr, V, B, Caを添加する理由について説明する。基本となる成分にさらにこれらの元素を添加する主たる目的は本発明鋼の優れた特徴を損なうことなく、製造可能な板厚の拡大や母材の強度・靱性などの特性の向上を図るためである。したがって、その添加量は自ら制限されるべき性質のものである。

【0041】CuはNiとほぼ同様な効果を持つと共に、耐食性、耐水素誘起割れ特性の向上にも効果がある。またCu析出硬化によって強度を大幅に増加させる。しかし、過剰に添加すると、析出硬化により母材、HAZの靱性低下や熱間圧延時にCuクラックが生じるので、その上限を1.0%とした。Crは母材、HAZ

の強度を増加させるが、多過ぎると現地溶接性やHAZ  
靱性を著しく劣化させる。このためCr量の上限は1.  
0%である。Cu、Crの下限0.1%はそれぞれの元  
素添加による材質上の効果が顕著になる最小量である。

【0042】VはほぼNbと同様の効果を有するが、そ  
の効果はNbに比較して弱い。しかし、超高強度鋼にお  
けるV添加の効果は大きい。Vはフェライトの加工（熱  
間圧延）によって歪誘起析出し、フェライトを著しく強  
化する。下限は0.01%、その上限は現地溶接性、H  
AZ靱性の点から0.10%まで許容できる。

【0043】Bは極微量で鋼の焼入れ性を飛躍的に高め  
る元素である。さらにBはMoの焼入れ性向上効果を高  
めると共に、Nbと共存して相乗的に焼入れ性を増す。  
このような効果を得るためには、Bは最低でも0.00  
03%必要である。一方、過剰に添加すると、低温靱性  
を劣化させるだけでなく、かえってBの焼入れ性向上効  
果を消失せしめることもあるので、その上限を0.00  
2%とした。

【0044】Caは硫化物（MnS）の形態を制御し、  
低温靱性を向上（シャルピー試験における吸収エネルギ  
ーの増加など）させる。しかしCa量が0.001%未  
満では実用上効果がなく、また0.005%を超えて添  
加すると、CaO-CaSが大量に生成してクラスタ  
ー、大型介在物となり、鋼の清浄度を害するだけでな  
く、現地溶接性にも悪影響を及ぼす。このためCa添加  
量を0.001~0.005%に制限した。

【0045】

【実施例】本発明の実施例について述べる。転炉-連続  
鋳造法で表1に示すように種々の鋼成分の鋼片から表2  
に示す種々の製造法により鋼管を製造して、諸性質を調  
査した。鋼管の機械的性質は圧延と直角方向で調査し  
た。また低温割れの有無については溶接後48時間経過  
した後、超音波探傷（UST）により評価した。結果を  
表2に示す。

【0046】本発明の鋼管は母材および溶接部において  
優れた強度・低温靱性を有する。これに対して比較鋼は  
化学成分やHAZ最軟化部の硬さとWM平均硬さの比が  
適切でなく、いずれかの特性が劣る。

【0047】鋼5は母材のC量が多過ぎるために母材お  
よびHAZの低温靱性が悪い。鋼6は溶接金属のC量が  
多過ぎるために低温靱性が悪い。鋼7は溶接金属のNi  
量が少ないうえに低温靱性が悪い。鋼8は溶接金属のC  
r量が多過ぎるために低温靱性が悪い。鋼9は溶接金属  
のMo量が多過ぎるために低温靱性が悪い。鋼10は溶  
接金属の酸素量が少ないうえに低温割れが発生した。鋼  
11は溶接金属の酸素量が多過ぎるために低温靱性が悪  
い。鋼12はP値が低過ぎるために溶接部の強度が低  
い。鋼13はP値が高過ぎるために低温靱性が悪く、低  
温割れも発生した。鋼14はHAZの硬さとWMの硬さ  
の差が大きく、HAZ靱性が悪い。

【0048】

【表1】

区分 鋼		化 学 成 分 (wt% *ppm)																	
		C	Si	Mn	P*	S*	Ni	Cr	Mo	Nb	Ti	Al	N*	O*	Cu	V	B*	Ca*	P値
本 発 明 鋼	1 母材	0.056	0.24	1.87	80	22	0.37	0.62	0.43	0.032	0.015	0.020	33	18	-	0.065	-	23	-
	溶接金属	0.059	0.34	1.58	70	24	1.98	1.06	0.94	0.018	0.029	0.018	41	230	-	0.038	-	11	0.32
	2 母材	0.068	0.26	1.96	80	13	0.32	0.60	0.47	0.031	0.016	0.019	36	21	0.40	0.053	-	30	-
	溶接金属	0.060	0.27	1.65	70	14	1.81	0.93	0.84	0.017	0.013	0.016	35	173	-	0.034	8	-	0.30
3 母材	母材	0.072	0.07	1.86	80	4	0.34	0.22	0.28	0.027	0.015	0.013	25	23	-	0.057	9	18	-
	溶接金属	0.063	0.26	1.68	80	30	2.17	1.22	1.06	0.016	0.016	0.020	51	203	0.26	0.030	5	11	0.33
	4 母材	0.064	0.11	1.95	70	18	0.38	0.61	0.42	0.033	0.013	0.022	31	25	0.24	0.058	-	-	-
	溶接金属	0.061	0.24	1.76	80	29	1.94	1.17	1.01	0.022	0.016	0.020	42	195	-	0.035	-	-	0.33
比	5 母材	0.111	0.27	1.93	80	19	0.33	0.61	0.46	0.030	0.015	0.019	34	25	0.41	0.054	-	30	-
	溶接金属	0.061	0.25	1.68	80	30	2.17	1.22	1.06	0.016	0.016	0.020	51	203	-	0.030	5	11	0.33
	6 母材	0.068	0.28	1.96	80	13	0.32	0.60	0.47	0.031	0.016	0.019	36	21	0.40	0.053	-	30	-
	溶接金属	0.087	0.25	1.67	80	30	1.77	0.98	0.94	0.014	0.013	0.017	55	230	-	0.031	5	-	0.33
技	7 母材	0.069	0.27	1.95	80	13	0.32	0.60	0.47	0.031	0.016	0.019	36	21	0.40	0.053	-	30	-
	溶接金属	0.061	0.25	1.78	80	30	0.92	1.32	1.16	0.016	0.016	0.020	51	200	-	0.030	5	11	0.32
	8 母材	0.069	0.27	1.95	80	13	0.32	0.60	0.47	0.031	0.016	0.019	36	21	0.40	0.053	-	30	-
	溶接金属	0.061	0.24	1.68	80	30	1.87	1.58	1.06	0.016	0.016	0.020	51	201	-	0.031	5	11	0.34
鋼	9 母材	0.069	0.27	1.95	80	13	0.32	0.60	0.47	0.031	0.016	0.019	36	21	0.40	0.053	-	30	-
	溶接金属	0.061	0.15	1.65	80	30	1.73	0.85	1.61	0.016	0.016	0.020	51	203	-	0.030	5	11	0.33
	10 母材	0.069	0.27	1.95	80	13	0.32	0.60	0.47	0.031	0.016	0.019	36	21	0.40	0.053	-	30	-
	溶接金属	0.061	0.26	1.67	80	30	2.17	1.22	1.06	0.016	0.016	0.020	51	137	-	0.030	5	11	0.33
11	母材	0.069	0.27	1.95	80	13	0.32	0.60	0.47	0.031	0.016	0.019	36	21	0.40	0.053	-	30	-
	溶接金属	0.061	0.24	1.67	80	30	2.17	1.22	1.06	0.016	0.016	0.020	51	321	-	0.030	5	11	0.33
	12 母材	0.069	0.27	1.95	80	13	0.32	0.60	0.47	0.031	0.016	0.019	36	21	0.40	0.053	-	30	-
	溶接金属	0.053	0.13	1.67	80	30	1.24	0.65	0.61	0.016	0.016	0.020	51	253	-	0.030	5	11	0.23
13	母材	0.069	0.27	1.95	80	13	0.32	0.60	0.47	0.031	0.016	0.019	36	21	0.40	0.053	-	30	-
	溶接金属	0.079	0.34	1.87	80	30	2.32	1.22	1.24	0.016	0.016	0.020	51	243	0.26	0.030	5	11	0.38
	14 母材	0.068	0.26	1.96	80	13	0.32	0.60	0.47	0.031	0.016	0.019	36	21	0.40	0.053	-	30	-
	溶接金属	0.072	0.27	1.75	70	14	1.81	1.03	0.84	0.017	0.013	0.016	35	173	-	0.034	8	-	0.32

【0049】

【表2】



区分	鋼管厚 (mm)	鋼管の製造方法		鋼管母材の機械的性質			溶接部硬さ		鋼管溶接部の機械的性質			低温割れ
		成形法	溶接方法	YS (MPa)	TS (MPa)	$\sigma_{E-40}$ (J)	HAZ (HV)	WM (Hv)	HAZ/WM	WM $\sigma_{E-20}$ (J)	HAZ $\sigma_{E-20}$ (J)	
本発明鋼	18	UOE	SAW (両面1層)	860	1010	232	272	311	0.87	101	81	割れなし
	20	UOE	SAW (両面1層)	889	1036	265	294	332	0.89	110	86	割れなし
	25	UOE	SAW (両面1層)	951	985	200	280	327	0.86	92	75	割れなし
	36	BR	SAW (両面多層)	851	1028	203	285	326	0.87	105	96	割れなし
比較鋼	20	UOE	SAW (両面1層)	876	1088	55	313	340	0.92	95	16	割れなし
	18	UOE	SAW (両面1層)	869	1024	204	293	321	0.91	80	71	割れなし
	20	UOE	SAW (両面1層)	875	1017	208	290	329	0.83	81	81	割れなし
	25	UOE	SAW (両面1層)	867	1006	214	295	321	0.92	80	73	割れなし
	22	UOE	SAW (両面1層)	844	1029	206	296	325	0.91	81	85	割れなし
	20	UOE	SAW (両面1層)	846	1041	216	299	327	0.91	111	75	割れ発生
	20	UOE	SAW (両面1層)	865	1020	214	298	321	0.93	15	96	割れなし
	20	UOE	SAW (両面1層)	852	970	232	296	328	0.90	105	90	割れなし
	20	UOE	SAW (両面1層)	871	1079	243	297	333	0.89	21	88	割れなし
	20	UOE	SAW (両面1層)	850	1001	224	294	364	0.81	76	15	割れなし

下線部は比較条件を示す。

## 【0050】

【発明の効果】本発明による低温韌性に優れた超高強度鋼管をパイプラインに採用することにより、パイプライ

ンの安全性が著しく向上すると共に、パイプラインの施工率、輸送効率の飛躍的な向上が可能となった。

フロントページの続き

(72)発明者 原 卓也  
千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式  
会社技術開発本部内

(72)発明者 小山 邦夫  
千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式  
会社技術開発本部内